

Recd.

02 JUN 2005

10/537194

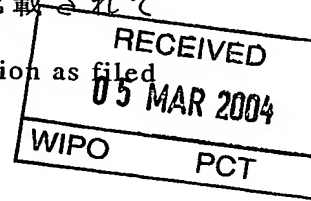
PCT/JP03/15462

日本国特許庁  
JAPAN PATENT OFFICE

03.12.03

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.



出願年月日  
Date of Application: 2003年 3月31日

出願番号  
Application Number: 特願2003-095881  
[ST. 10/C]: [JP2003-095881]

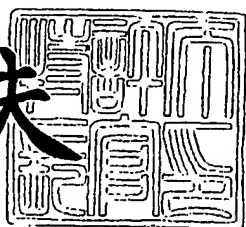
出願人  
Applicant(s): JFEスチール株式会社

PRIORITY DOCUMENT  
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN  
COMPLIANCE WITH  
RULE 17.1(a) OR (b)

2004年 2月19日

特許庁長官  
Commissioner,  
Japan Patent Office

今井康夫



BEST AVAILABLE COPY

出証番号 出証特2003-3112212

【書類名】 特許願

【整理番号】 2003S00233

【提出日】 平成15年 3月31日

【あて先】 特許庁長官 太田 信一郎 殿

【国際特許分類】 C21D 8/12

【発明の名称】 磁気特性の優れた高強度無方向性電磁鋼板およびその製造方法

【請求項の数】 4

【発明者】

【住所又は居所】 岡山県倉敷市水島川崎通 1 丁目（番地なし） 川崎製鉄株式会社 水島製鉄所内

【氏名】 河野 雅昭

【発明者】

【住所又は居所】 岡山県倉敷市水島川崎通 1 丁目（番地なし） 川崎製鉄株式会社 水島製鉄所内

【氏名】 高島 稔

【発明者】

【住所又は居所】 岡山県倉敷市水島川崎通 1 丁目（番地なし） 川崎製鉄株式会社 水島製鉄所内

【氏名】 河野 正樹

【特許出願人】

【識別番号】 000001258

【氏名又は名称】 川崎製鉄株式会社

【代理人】

【識別番号】 100072051

【弁理士】

【氏名又は名称】 杉村 興作

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 074997

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 0018860

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 磁気特性の優れた高強度無方向性電磁鋼板およびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 質量%で、

C : 0.02% 以下、

Si : 4.5% 以下、

Mn : 3.0% 以下、

Al : 3.0% 以下、

P : 0.50% 以下、

Ni : 0.5% 以上 5.0% 以下 および

Cu : 0.2% 以上 4.0% 以下

を含有し、残部 Fe および不可避免的不純物の成分組成を有し、引張強さが下記式で示される CTS (MPa) 以上であることを特徴とする磁気特性の優れた高強度無方向性電磁鋼板。

記

$$\text{CTS} = 5600 [\% \text{C}] + 87 [\% \text{Si}] + 15 [\% \text{Mn}] + 70 [\% \text{Al}] + 430 [\% \text{P}] \\ + 37 [\% \text{Ni}] + 22 d^{-1/2} + 230$$

ただし、d : 結晶粒の平均粒径 (mm)

【請求項 2】 請求項 1 において、成分組成として、さらに Zr、V、Sb、Sn、Ge、B、Ca、希土類元素 および Co から選んだ 1 種または 2 種以上を、

Zr および V についてはそれぞれ 0.1 ~ 3.0%、

Sb、Sn および Ge についてはそれぞれ 0.002 ~ 0.5%、

B、Ca および 希土類元素 についてはそれぞれ 0.001 ~ 0.01%、そして

Co については 0.2 ~ 5.0%

にて含有することを特徴とする磁気特性の優れた高強度無方向性電磁鋼板。

【請求項 3】 質量%で、

C : 0.02% 以下、

Si : 4.5% 以下、

Mn: 3.0%以下、

Al: 3.0%以下、

P: 0.50%以下、

Ni: 0.5%以上5.0%以下および

Cu: 0.2%以上4.0%以下

を含有する鋼スラブに、熱間圧延を施した後、冷間圧延あるいは温間圧延を施して最終板厚とした後、最終到達温度が650～1150℃かつ900℃～400℃の温度域での冷却速度が1℃/s以上である、仕上げ焼鈍を施した後、400℃以上650℃以下の温度にて時効処理を施すことを特徴とする磁気特性の優れた高強度無方向性電磁鋼板の製造方法。

【請求項4】 質量%で、

C: 0.02%以下、

Si: 4.5%以下、

Mn: 3.0%以下、

Al: 3.0%以下、

P: 0.50%以下、

Ni: 0.5%以上5.0%以下および

Cu: 0.2%以上4.0%以下

を含み、さらにZr、V、Sb、Sn、Ge、B、Ca、希土類元素およびCoから選んだ1種または2種以上を、

ZrおよびVについてはそれぞれ0.1～3.0%、

Sb、SnおよびGeについてはそれぞれ0.002～0.5%、

B、Caおよび希土類元素についてはそれぞれ0.001～0.01%、そして

Coについては0.2～5.0%

にて含有する鋼スラブに、熱間圧延を施した後、冷間圧延あるいは温間圧延を施して最終板厚とした後、最終到達温度が650～1150℃かつ900℃～400℃の温度域での冷却速度が1℃/s以上である、仕上げ焼鈍を施した後、400℃以上650℃以下の温度にて時効処理を施すことを特徴とする磁気特性の優れた高強度無方向性電磁鋼板の製造方法。

**【発明の詳細な説明】****【0001】****【発明の属する技術分野】**

本発明は、無方向性電磁鋼板、特に高速回転モータのロータを典型例とする、大きな応力がかかる部品に用いて好適な、高強度でかつ低鉄損の特性を有する無方向性電磁鋼板およびその製造方法に関するものである。

**【0002】****【従来技術】**

近年、モータの駆動システムの発達により、駆動電源の周波数制御が可能となり、可変速運転や商用周波数以上で高速回転を行うモータが増加している。このような高速回転を行うモータでは、高速回転に耐え得るロータが必要になる。すなわち、回転体に作用する遠心力は回転半径に比例し、回転速度の2乗に比例して大きくなるため、中・大型の高速モータではロータに作用する応力が600MPaを超える場合もある。従って、こうした高速回転モータでは、ロータの強度が高いことが必要となる。

**【0003】**

また、近年のモータ効率向上の観点から増加した、ロータに永久磁石を埋め込んだ磁石埋設型DCインバータ制御モータでは、遠心力でロータから磁石が飛び出そうとするが、これを抑える際に、ロータに使用された電磁鋼板には大きな力が掛かる。このためにも、モータ、特にロータに使用される電磁鋼板には、高強度が必要とされている。

**【0004】**

モータ、発電機などの回転機器は、電磁気現象を利用するため、その素材には磁気特性、すなわち低鉄損、高磁束密度であることが望ましい。通常、ロータコアはプレス打ち抜きした無方向性電磁鋼板を積層して使用するが、高速回転モータにおいてロータ素材が上述の機械強度が満足できない場合は、より高強度の鋳鋼製ロータなどを使用せざるを得ないのが現状である。しかしながら、鋳物製ロータは一体物であるため、ロータに作用するリップル損と呼ばれる高周波磁束による渦電流損が電磁鋼板を積層したロータより大きく、モータ効率が低下してし

もう要因となっている。従って、磁気特性に優れ、かつ高強度の電磁鋼板がロータ用素材として要望されているのである。

#### 【0005】

金属学的には、高強度化の手段として、固溶強化、析出強化および結晶粒微細化の3つの方法が知られており、電磁鋼板に適用した例も見られる。例えば、固溶強化を利用したものとしては、特許文献1には、Si含有量を3.5～7.0%に高めたうえに固溶強化能の大きい元素を添加する方法が開示されている。また、特許文献2には、Si含有量を2.0～3.5%とし、NiあるいはNiとMnの両方の含有量を高め、650～850℃という低温焼鈍により製造することで再結晶粒径を制御する方法が開示されている。さらに、析出強化を利用する方法としては、特許文献3に、Si含有量を2.0～4.0%とし、Nb, Zr, Ti, Vの微細な炭化物、窒化物を析出させる方法が開示されている。

#### 【0006】

##### 【特許文献1】

特開昭60-238421号公報

##### 【特許文献2】

特開昭62-256917号公報

##### 【特許文献3】

特開平6-330255号公報

#### 【0007】

##### 【発明が解決しようとする課題】

これらの方法により、ある程度の高強度を有する電磁鋼板が得られる。しかしながら、特許文献1に記載されるようなSi量が多い鋼では、冷間圧延性が著しく低下し、安定的な工業生産が困難となる不利がある。さらに、この技術により得られる鋼板は磁束密度 $B_{50}$ が1.56～1.60 Tと大幅に低下してしまうという問題もあった。

#### 【0008】

特許文献2における方法では、機械強度を高めるため低温焼鈍による再結晶粒成長の抑制が必要となるため、磁気特性、特に比較的周波数の低い商用周波数が

ら数100Hzでの鉄損が低下するという問題があった。そのため、これらの周波数域での鉄損が重要となるステータ部材には使用することが出来ないため、モータ打ち抜き加工時の歩留まりが大幅な低下が余儀なくされていた。すなわち、ステータおよびロータを打抜く際、通常は同じ1枚の鋼板から、まず円環状のステータを打抜く一方で、その中空部からロータを打抜くことにより無駄を少なくしているが、特許文献2の方法では両者を別々の鋼板から打抜く必要があり、歩留まりが低下してしまうのである。

#### 【0009】

一方、特許文献3に記載の方法では、炭、窒化物自体が磁壁移動の障壁となるため、また炭、窒化物が電磁鋼板の結晶粒成長を妨げるため、鉄損に劣るという問題がある。

#### 【0010】

以上のように、従来の方法は、安定的に工業生産可能な電磁鋼板において、高強度と低鉄損とを両立するという観点からは、いずれも満足できるものでは無かった。

#### 【0011】

本発明は、良好な磁気特性と高強度とを両立した無方向性電磁鋼板およびこの鋼板を工業的に安定して生産することを可能とする製造方法について提案することを目的とする。

#### 【0012】

##### 【課題を解決するための手段】

発明者らは、上記課題を解決するために、Cuを含んだ鋼の時効硬化現象に着目して種々の検討を行った結果、良好な鉄損と高強度とを両立するための手段を確立するに到った。すなわち、鋼中の析出物は高強度化に寄与すると同時に、磁壁移動を抑制して劣化させるという、従来の知見に反して、鋼中にCuを適量添加して時効処理を行うことにより、20nm以下の極微細にCuを析出させることが可能であること、そして、こうして得られた極微細析出物は、高強度化に非常に有効であるが、鉄損（履歴損）はほとんど劣化させないことを、新規に知見した。さらに、このCu析出に関し、CuとNiを複合添加すると、鋼板の製造工程における熱履



歴により生じる析出が大幅に低減する結果、広範な焼鈍条件によっても安定的に高強度かつ低鉄損が得られることを新規に知見し、本発明を完成するに至った。

#### 【0013】

本発明の要旨構成は、以下の通りである。

(1) 質量%で、

C : 0.02%以下、

Si : 4.5%以下、

Mn : 3.0%以下、

Al : 3.0%以下、

P : 0.50%以下、

Ni : 0.5%以上5.0%以下および

Cu : 0.2%以上4.0%以下

を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物の成分組成を有し、引張強さが下記式で示されるCTS(MPa)以上であることを特徴とする磁気特性の優れた高強度無方向性電磁鋼板。

#### 記

$$\text{CTS} = 5600 [\% \text{C}] + 87 [\% \text{Si}] + 15 [\% \text{Mn}] + 70 [\% \text{Al}] + 430 [\% \text{P}] \\ + 37 [\% \text{Ni}] + 22 d^{-1/2} + 230$$

ただし、d : 結晶粒の平均粒径 (mm)

#### 【0014】

(2) 上記(1)において、成分組成として、さらにZr、V、Sb、Sn、Ge、B、Ca、希土類元素およびCoから選んだ1種または2種以上を、

ZrおよびVについてはそれぞれ0.1~3.0%、

Sb、SnおよびGeについてはそれぞれ0.002~0.5%、

B、Caおよび希土類元素についてはそれぞれ0.001~0.01%、そして

Coについては0.2~5.0%

にて含有することを特徴とする磁気特性の優れた高強度無方向性電磁鋼板。

#### 【0015】

(3) 質量%で、

C : 0.02%以下、  
Si : 4.5%以下、  
Mn : 3.0%以下、  
Al : 3.0%以下、  
P : 0.50%以下、  
Ni : 0.5%以上5.0%以下および  
Cu : 0.2%以上4.0%以下

を含有する鋼スラブに、熱間圧延を施した後、冷間圧延あるいは温間圧延を施して最終板厚とした後、最終到達温度が650～1150℃かつ900℃～400℃の温度域での冷却速度が1℃/s以上である、仕上げ焼鈍を施した後、400℃以上650℃以下の温度にて時効処理を施すことを特徴とする磁気特性の優れた高強度無方向性電磁鋼板の製造方法。

【 0 0 1 6 】

(4) 質量%で、  
C : 0.02%以下、  
Si : 4.5%以下、  
Mn : 3.0%以下、  
Al : 3.0%以下、  
P : 0.50%以下、  
Ni : 0.5%以上5.0%以下および  
Cu : 0.2%以上4.0%以下

を含み、さらにZr、V、Sb、Sn、Ge、B、Ca、希土類元素およびCoから選んだ1種または2種以上を、

ZrおよびVについてはそれぞれ0.1～3.0%、  
Sb、SnおよびGeについてはそれぞれ0.002～0.5%、  
B、Caおよび希土類元素についてはそれぞれ0.001～0.01%、そして  
Coについては0.2～5.0%

にて含有する鋼スラブに、熱間圧延を施した後、冷間圧延あるいは温間圧延を施して最終板厚とした後、最終到達温度が650～1150℃かつ900℃～400℃の温度域

での冷却速度が $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である、仕上げ焼鈍を施した後、 $400^{\circ}\text{C}$ 以上 $650^{\circ}\text{C}$ 以下の温度にて時効処理を施すことを特徴とする磁気特性の優れた高強度無方向性電磁鋼板の製造方法。

#### 【0017】

##### 【発明の実施の形態】

次に、本発明について、その構成要件毎に詳述する。

##### (鋼板の成分組成)

まず、成分組成範囲およびその限定理由を説明する。なお、本明細書において鋼組成を表す％は、特にことわらない限り質量％を意味するものである。

C：0.02％以下

C量が0.02％を超えると磁気時効により鉄損が著しく劣化するため、0.02％以下に制限する。

#### 【0018】

Si：4.5％以下

Siは、脱酸剤として有用であることに加え、電気抵抗の増加により電磁鋼板の鉄損を低減する効果大きい。さらに、固溶強化により強度向上に寄与する。脱酸剤としては、0.05％以上の含有で効果が顕著となる。また、鉄損低減および固溶強化のためには0.5％以上、さらに好適には1.2％以上で含有させる。しかし、4.5％を超えると、鋼板の圧延性の劣化が激しくなるため、その含有量は4.5％以下に制限する。

#### 【0019】

Mn：3.0％以下

Mnは、固溶強化による強度向上に有効な元素であることに加え、熱間脆性の改善に有効な元素であり、好ましくは0.05％以上で含有させる。しかし、過剰な添加は鉄損の劣化をもたらすため、その含有量を3.0％以下に制限する。

#### 【0020】

Al：3.0％以下

Alは、脱酸剤として有効であり、好ましくは0.5ppm以上含有させる。しかし、過剰な添加は圧延性の低下をもたらすので、その添加量を3.0％以下に制限する

。

#### 【0021】

P：0.50%以下

Pは、比較的少量の添加でも大幅な固溶強化能が得られるため高強度化に極めて有効であり、好ましくは0.01%以上で含有させる。一方、過剰な含有は偏析による脆化を引き起し、粒界割れや圧延性の低下をもたらすため、その含有量は0.50%以下に制限する。

#### 【0022】

次に、CuおよびNiの添加は、本発明において最も重要な事項である。

Cu：0.2%以上4.0%以下

Cuは、時効処理によって微細な析出物を形成することにより、ほとんど鉄損（履歴損）の劣化を伴わずに、大幅な強度上昇をもたらす。その効果を得るには、後述するNiを含有する条件において0.2%以上が必要である。一方、4.0%を超えると粗大な析出物が形成されるため、鉄損の劣化が大きくなるとともに、強度上昇代も低下する。従って、Cuの含有量は0.2%以上4.0%以下、好適には0.3%以上2.0%以下の範囲とする。

#### 【0023】

Ni：0.5%以上5.0%以下

Niは、それ自体が固溶強化による高強度化に有効な元素であるが、Cuとともに添加するとCuの固溶析出状態に影響し、時効により極めて微細なCu析出物を安定的に析出させる効果を有する。その結果、Cu時効析出による高強度化効果を大幅に高めることが可能となる。また、Niはヘゲと呼ばれる熱延板表面欠陥を減少し鋼板歩留まりを改善する効果も有する。これらの効果を得るために、最低でも0.5%以上の添加が必要である。一方、5.0%を超えると、その効果は飽和しコスト高をまねくだけになるため、その上限を5.0%とする。より好適には、1.0%以上3.5%以下の範囲とする。

#### 【0024】

上記元素の他は、Fe（鉄）および不可避免の不純物である。不可避免の不純物としてのSおよびNは、鉄損の観点からそれぞれ0.01%以下とすることが望ましい。

## 【0025】

本発明に係わる無方向性電磁鋼板の基本組成は以上の通りであるが、上記成分に加えて、磁気特性の改善元素として知られるZr, V, Sb, Sn, Ge, B, Ca, 希土類元素およびCoを単独または複合で添加することが出来る。しかし、その添加量は本発明の目的を害さない程度にすべきである。具体的には、

Zr, Vについては0.1~3.0%

Sb, Sn, Geについては0.002~0.5%

B, Ca, および希土類元素については0.001~0.01%

Coについては0.2~5.0%

である。

## 【0026】

本発明では、上記の成分範囲ならびに後述の製造条件とすることにより、時効後のCu析出を適正化することができ、その結果、製品の引張強さTS (MPa) は、下記式で表されるCTS 以上となる。

記

$$\begin{aligned} \text{CTS} = & 5600 [\% \text{C}] + 87 [\% \text{Si}] + 15 [\% \text{Mn}] + 70 [\% \text{Al}] + 430 [\% \text{P}] \\ & + 37 [\% \text{Ni}] + 22 d^{-1/2} + 230 \end{aligned}$$

## 【0027】

ここで、各元素の係数は、各元素1%あたりの固溶あるいは析出強化量に相当する項、dは製品の平均結晶粒径（直径：mm）であり、ナイトール腐食液などでエッチングされた試料を光学顕微鏡により観察し、観察視野面積と視野内の結晶粒数より結晶粒の円相当径として求められるものである。平均結晶粒径dが小さいほど結晶粒微細化により高強度化されるが、鉄損が劣化する。そのため、求められる強度、鉄損特性に応じて結晶粒径dを調整する。

## 【0028】

（製造方法）

本発明に係わる鉄損に優れた高強度無方向性電磁鋼板を製造するためには、まず、転炉あるいは電気炉などにて、前記した所定成分に溶製された鋼を、連続铸造あるいは造塊後の分塊圧延により鋼スラブとする。次いで、得られたスラブを

熱間圧延し、必要に応じて熱延坂焼鈍を施し、一回あるいは中間焼鈍を挟む二回以上の冷間圧延あるいは温間圧延を施して製品板厚とし、仕上げ焼鈍を施し、その後時効処理を施す。さらに、仕上げ焼鈍後のいずれかの段階において、必要に応じて絶縁被膜の塗布および焼き付け処理を行う。

#### 【0029】

本発明では、素材のSi量を高めることなく後工程で高強度化するので、冷間圧延により製造することが可能である。なお、温間圧延には集合組織を改善し鉄損および磁束密度を向上させる効果を有するため、温間圧延を採用することもできる。

#### 【0030】

上記の仕上げ焼鈍は、圧延による歪を除去するとともに、必要な鉄損特性を得るため再結晶により適切な結晶粒径を得ることを目的とする。適性な結晶粒径は求められる鉄損レベルにもよるが、一般に20~200 $\mu$ mであり、そのためには仕上げ焼鈍の最終到達温度は700℃以上が必要である。一方、1150℃を超える焼鈍を行うと粗大粒となり粒界割れを起こしやすくなるとともに、鋼板表面の酸化窒化に伴う鉄損劣化が大きくなるため、その上限は1150℃とする。

#### 【0031】

発明者らは、Cuの微細析出を活用する場合、仕上げ焼鈍の冷却条件が重要であることを見出した。すなわち、仕上げ焼鈍の冷却過程において、Cuの固溶温度から600℃までの冷却速度が十分に速くないと、一部のCuが冷却中に粗大に析出するため、鉄損の劣化要因となり、またその後の時効焼鈍によっても粗大な析出物の量が増加し十分な強度が得られない場合があるのである。ここで、Cuのみ含有しNiを含有しない場合、その冷却速度は900℃~400℃の温度域で10℃/s以上であることが必要であった。

#### 【0032】

ところが、Cuとともに本発明範囲のNiを含有した場合、冷却速度は1℃/s以上であれば冷却中の粗大な析出が抑制出来、その後の時効処理によって鉄損の大幅な劣化を伴うことなく十分な強度上昇が得られる。つまり、CuとNiを複合添加して時効処理を行う場合には、Niを添加しない場合と比較して、より多様な仕上

げ焼鈍条件で安定した特性を得ることができる。したがって、仕上げ焼鈍後の冷却の際、焼鈍における最高到達温度が900℃を超える場合には900℃から、焼鈍最高到達温度が900℃以下の場合には仕上げ焼鈍温度から、400℃までの温度域での冷却速度を1℃/s以上に制限する。

以上の条件を満足すれば、続く時効処理後の強度は、

$$\begin{aligned} \text{CTS} = & 5600 [\% \text{C}] + 87 [\% \text{Si}] + 15 [\% \text{Mn}] + 70 [\% \text{Al}] + 430 [\% \text{P}] \\ & + 37 [\% \text{Ni}] + 22 d^{-1/2} + 230 \end{aligned}$$

以上とすることができる。

### 【0033】

引き続き時効処理は、400℃以上650℃以下の温度で行う。すなわち、400℃未満の場合には、微細Cuの析出が不十分となり、高強度が得られない。一方、650℃を越えるとCu析出物が粗大化するため、鉄損が劣化し強度上昇量も減少するため、良好な強度-鉄損バランスを有する電磁鋼板が得られない。なお、適切な時効時間は処理温度にも依存するが、10min~1000hが好適である。なお、この時効処理の実施時期は、絶縁被膜の塗布焼付け前、焼付け後、プレス打ち抜きなどの加工後、などのいずれのタイミングで実施してもよい。

### 【0034】

#### 【実施例】

#### 実施例 1

表1に示す、Si:3%、Mn:0.2%およびAl:0.3%を基本成分として、CuおよびNi含有量を変化させた、残部が鉄および不可避不純物からなる鋼スラブを、熱間圧延により板厚2.0mmとし、ついで表2に示すように、無焼鈍または1000℃で300sの熱延板焼鈍を施した後、酸洗ならびに仕上げ板厚0.35mmの冷間圧延を行った。さらに、最高到達温度950℃で30s均熱保持の仕上げ焼鈍を施したのち、900℃~400℃の温度域での冷却速度を6℃/sの条件で冷却した。その後、絶縁被膜を塗布焼付けしてから、時効のために550℃で5hの熱処理を施し製品板とした。

### 【0035】

かくして得られた製品板について、鉄損特性および機械特性を評価した。なお

、製品板での成分組成は、スラブ段階とほぼ同様であった。鉄損は圧延方向と圧延直角方向の試料を等量用いて、エプスタイン法により評価した。機械的特性は、圧延方向と圧延直角方向とから切り出した試料の平均をもって評価した。その結果を、表 1 に示す。

#### 【0036】

また、従来の、公知の固溶強化、結晶粒微細化強化、析出強化などによって高張力とした電磁鋼板として、以下に示すものも試作した。

すなわち、固溶強化を利用した例として、表 2 に示すように、C : 0.002%、Si : 4.5%、Mn : 0.2%、P : 0.01%、Al : 0.6%、W : 1.0% および Mo : 1.0% を含み、残部が鉄および不可避不純物からなる鋼スラブを熱間圧延し、900℃で 30 s の熱延板焼鈍を行った後、400℃で温間圧延して 0.35mm 厚に仕上げ、950℃×30 s の仕上げ焼鈍を行った。

固溶強化および結晶粒微細化を利用した例として、表 2 に示すように、C : 0.005%、Si : 3%、Mn : 0.2%、P : 0.05% および Ni : 4.5% を含み、残部が鉄および不可避不純物からなる鋼を熱間圧延し、次いで冷間圧延して 0.35mm 厚としたのち、800℃で 30 s の仕上げ焼鈍を行った。

析出強化を利用した例として、表 2 に示すように、C : 0.03%、Si : 3.2%、Mn : 0.2%、P : 0.02%、Al : 0.65%、N : 0.003%、Nb : 0.018% および Zr : 0.022% を含み、残部が鉄および不可避不純物からなる鋼を、熱間圧延後 0.35mm 厚に冷間圧延し、750℃×30 s の仕上げ焼鈍を施した。

なお、いずれの場合も、時効処理は行わなかった。

#### 【0037】



【表1】

表1

No.	鋼No.	鋼組成(質量%)										粒徑	時効後			TS-CTS (MPa)	備考
		C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	N	mm	W <sub>15/50</sub> (W/kg)	B <sub>50</sub> (T)	TS (MPa)	CTS (MPa)		
1	A	0.001	3	0.15	0.01	0.002	0.31	0	0	0.003	0.083	2.45	1.69	501	601	-100	比較例
2	B	0.002	3.01	0.18	0.02	0.002	0.28	0.24	0	0.002	0.070	2.43	1.68	527	617	-90	比較例
3	C	0.003	3.2	0.21	0.01	0.003	0.28	1.2	0	0.002	0.085	3.46	1.68	681	628	53	比較例
4	D	0.003	3.14	0.2	0.02	0.002	0.32	3.8	0	0.002	0.093	5.59	1.64	764	626	138	比較例
5	E	0.002	3.08	0.19	0.01	0.003	0.28	0	2.5	0.003	0.085	2.20	1.70	604	704	-100	比較例
6	F	0.002	3.06	0.18	0.02	0.002	0.29	0.11	1	0.002	0.084	2.34	1.69	563	652	-90	比較例
7	G	0.002	3.08	0.19	0.02	0.001	0.29	0.22	0.6	0.003	0.091	2.40	1.70	688	636	52	発明例
8	H	0.003	3.1	0.18	0.02	0.002	0.29	0.33	2.5	0.002	0.094	2.20	1.70	769	712	57	発明例
9	I	0.002	3.04	0.21	0.01	0.003	0.3	1.1	1.2	0.002	0.088	2.43	1.69	837	653	184	発明例
10	J	0.002	3.06	0.2	0.02	0.002	0.31	1.2	2.6	0.003	0.087	2.25	1.69	921	712	210	発明例
11	K	0.002	3.08	0.21	0.02	0.002	0.28	1.2	3.3	0.003	0.083	2.23	1.69	949	739	210	発明例
12	L	0.003	3.1	0.21	0.02	0.002	0.28	3	1	0.002	0.085	3.33	1.66	1009	660	349	発明例
13	M	0.003	3.12	0.18	0.02	0.001	0.27	2.6	2.3	0.002	0.088	2.96	1.67	1053	708	345	発明例
14	N	0.003	3.06	0.2	0.02	0.001	0.29	2.8	4.5	0.002	0.091	2.80	1.65	1164	784	379	発明例

【0038】

【表 2】

表2

No.	鋼種	鋼組成 (質量%)										粒徑 mm	時効後			CTS (MPa)	TS-CTS (MPa)	備考
		C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	N	他		W <sub>15/80</sub> (W/kg)	B <sub>80(T)</sub>	TS (MPa)			
15	O	0.002	4.5	0.2	0.01	0.002	0.61	0	0	0.002	W:1.0, Mo:1.0	0.065	3.65	1.60	735	769	-34	従来例
16	P	0.005	3	0.2	0.05	0.003	0	0	4.5	0.002		0.041	5.90	1.66	688	819	-131	従来例
17	Q	0.03	3.2	0.2	0.02	0.003	0.65	0	0	0.003	Nb:0.016, Zr:0.017	0.034	7.31	1.66	702	855	-153	従来例

## 【0039】

本発明による鋼板No. 7～13は、ベース組成を有する比較例である鋼板No. 1とほぼ同等の優れた磁気特性を有しつつ、大幅な高強度が得られている。さらに、従来の高強度電磁鋼板である鋼板No. 14～16と比較しても、大幅な低鉄損あるいは高磁束密度性を有し、強度－磁気特性バランスに優れている。

## 【0040】

## 実施例2

表1に示した比較鋼Cおよび発明鋼Jを、熱間圧延により板厚2.0mmとし、ついで1000℃で300sの熱延板焼鈍を施した後、酸洗並びに仕上げ板厚0.35mmの冷間圧延を行った。さらに、最高到達温度950℃にて30 s均熱保持する仕上げ焼鈍を施し、900℃～400℃の温度域での冷却速度を表3に示す種々の条件に変化させて冷却した。その後、絶縁被膜を塗布焼付けして焼鈍板とした。得られた焼鈍板に時効のため550℃で5 hの熱処理を施して製品板とした。かくして得られた製品板について、鉄損特性および機械特性を評価した。なお、製品板での成分組成はスラブ段階とはほぼ同様であった。その結果を表3、そして図1および2に示す。

## 【0041】

【表 3】

鋼No. No.	仕上焼鈍 (°C)	保持時間 (s)	冷却速度 (°C/s)	粒径 (mm)	時刻温度 (°C)	時刻後			CTS (MPa)	TS-CTS (MPa)	備考
						$W_{15/50}$ (W/kg)	$B_{50}(T)$	TS (MPa)			
18 C	950	60	24	0.083	550	2.74	1.68	812	629	184	比較例
19 C	950	60	15	0.085	550	2.86	1.68	785	628	158	比較例
20 C	950	60	6	0.081	550	3.46	1.68	657	630	27	比較例
21 C	950	60	0.5	0.090	550	3.47	1.67	601	626	-26	比較例
22 J	950	60	24	0.094	550	2.25	1.7	970	709	262	発明例
23 J	950	60	15	0.092	550	2.25	1.69	945	709	236	発明例
24 J	950	60	6	0.089	550	2.25	1.7	920	711	210	発明例
24 J	950	60	2	0.085	550	2.39	1.7	896	712	184	発明例
25 J	950	60	0.5	0.088	550	3.04	1.7	738	711	53	比較例

表 3

## 【0042】

鋼 C は、鋼板 No. 18 および 19 に示すように、10°C/s 以上の比較的速い冷却速度の場合には優れた磁気特性と高強度を示すものの、10°C/s 以下の条件では鉄損が劣化し、強度も低下する傾向にある。それに対して、Cu とともに適量の Ni を

添加した発明鋼Jは、鋼板No. 22～24に示すように、幅広い冷却速度条件で安定して優れた磁気特性と高強度を両立することが可能であった。

#### 【0043】

##### 実施例 3

表4に示す組成を有する残部が鉄および不可避不純物からなる鋼を、熱間圧延により板厚2.0mmとし、ついで無焼鈍または表5に示す温度で300sの熱延板焼鈍を施した後、酸洗ならびに所定厚さまでの冷間圧延を行った。さらに、表5の温度で30s均熱保持の仕上げ焼鈍を施し、900℃～400℃の温度域での冷却速度を6℃/sの条件で冷却した。その後、絶縁被膜を塗布焼付けして焼鈍板とした。得られた焼鈍板に時効のため表5に示す温度で10hの時効処理を施して製品板とした。かくして得られた製品板について、鉄損特性および機械特性を評価した。その結果を表5に併記する。なお、製品板での成分組成はスラブ段階とほぼ同様であった。表5から、いずれの試料もそれぞれの鋼板グレードにおいて、優れた磁気特性と非常に高い強度特性を有していることがわかる。

#### 【0044】

【表 4】

表 4

No.	鋼No.	鋼 組 成 (質量%)											備考
		C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	N	他		
26	R	0.003	0.35	0.15	0.15	0.002	0.001	0.55	1.1	0.003			発明例
27	S	0.002	1.50	0.18	0.02	0.002	0.28	1.5	1	0.002			発明例
28	T	0.003	4.11	0.21	0.01	0.003	0.28	1	1.1	0.002			発明例
29	U	0.003	0.55	0.55	0.04	0.002	0.55	0.8	1.2	0.002			発明例
30	V	0.002	3.08	0.19	0.01	0.003	1.1	0.8	2	0.003	Sb:0.01		発明例
31	W	0.002	3.06	0.18	0.02	0.002	0.98	1.1	2.1	0.002	Sn:0.05		発明例
32	X	0.002	3.08	0.19	0.02	0.001	0.29	1.5	0.6	0.003	B:0.002		発明例
33	Y	0.003	3.10	0.18	0.02	0.002	0.29	0.33	2.5	0.002	Ca:0.003		発明例
34	Z	0.002	3.04	0.21	0.01	0.003	0.3	1.1	1.2	0.002	Co:3.2		発明例

【0045】

【表 5】

表5

No.	熱延板焼鈍 (°C)	板厚 (mm)	仕上焼鈍温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	粒径 (mm)	時 効 後			CTS (MPa)	TS-CTS (MPa)
						W <sub>15/50</sub> (W/kg)	B <sub>50</sub> (T)	TS (MPa)		
26	-	0.5	900	6	0.065	4.85	1.76	549	471	78
27	900	0.5	900	6	0.063	3.64	1.75	749	527	222
28	1050	0.5	900	6	0.066	2.43	1.64	872	758	115
29	950	0.5	1000	6	0.096	3.41	1.74	546	474	72
30	1050	0.2	1000	6	0.096	2.06	1.69	828	739	89
31	1050	0.2	1000	6	0.113	2.15	1.69	890	730	160
32	1050	0.2	1000	6	0.105	2.15	1.70	885	631	254
33	1050	0.2	1000	6	0.109	1.97	1.71	757	707	50
34	1050	0.2	1000	6	0.137	2.37	1.77	798	638	160

【0046】

【発明の効果】

以上のように本発明によれば、磁気特性に優れ、しかも高い強度を有する電磁鋼板を安定して提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】 時効処理後の鉄損に及ぼす仕上げ焼鈍冷却速度の影響を示す図である。

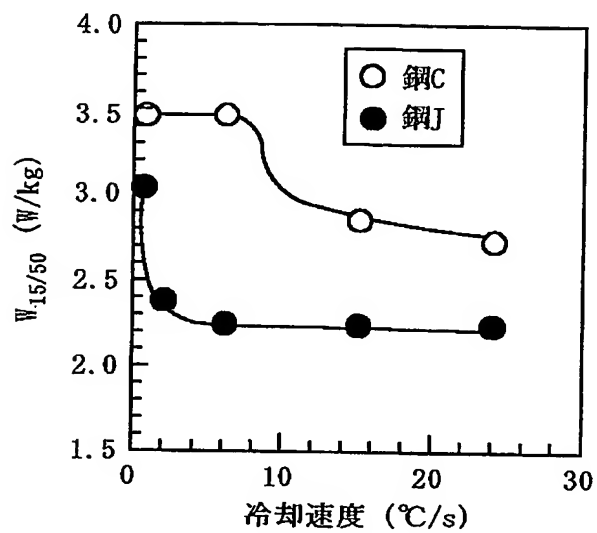
【図 2】 時効処理後の引張強さに及ぼす仕上げ焼鈍冷却速度の影響を示す図である。



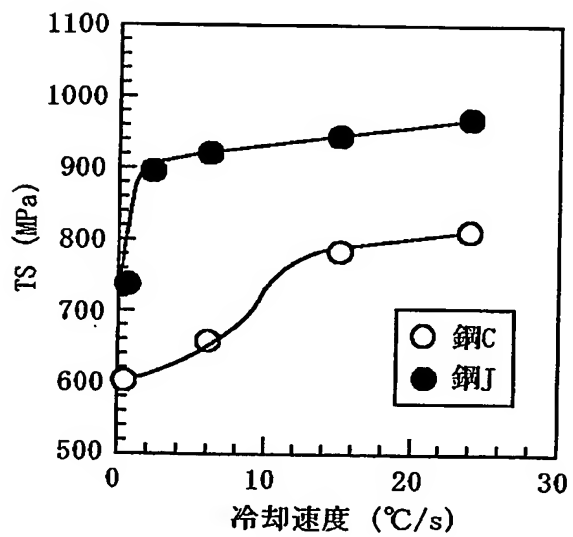
【書類名】

図面

【図 1】



【図 2】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 良好な磁気特性と高強度とを両立した無方向性電磁鋼板およびこの鋼板を工業的に安定して生産することを可能とする製造方法について提案する。

【解決手段】 C：0.02%以下、Si：4.5%以下、Mn：3.0%以下、Al：3.0%以下、P：0.50%以下、Ni：0.5%以上5.0%以下およびCu：0.2%以上4.0%以下を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物の成分組成を有し、引張強さを下記式で示されるCTS (MPa) 以上とする。

記

$$\text{CTS} = 5600 [\% \text{C}] + 87 [\% \text{Si}] + 15 [\% \text{Mn}] + 70 [\% \text{Al}] + 430 [\% \text{P}] \\ + 37 [\% \text{Ni}] + 22 d^{-1/2} + 230$$

ただし、d：結晶粒の平均粒径 (mm)

【選択図】 なし

特願 2003-095881

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [000001258]

1. 変更年月日 1990年 8月13日  
[変更理由] 新規登録  
住 所 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号  
氏 名 川崎製鉄株式会社
2. 変更年月日 2003年 4月 1日  
[変更理由] 名称変更  
住所変更  
住 所 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号  
氏 名 JFEスチール株式会社

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning  
Operations and is not part of the Official Record**

**BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

☐ BLACK BORDERS

☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES

☐ FADED TEXT OR DRAWING

☒ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING

☐ SKEWED/SLANTED IMAGES

☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS

☐ GRAY SCALE DOCUMENTS

☐ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT

☐ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY

☐ OTHER: \_\_\_\_\_

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.**